

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 63-282232

(43)Date of publication of application : 18.11.1988

(51)Int.Cl.

C22C 23/00  
C22F 1/06

(21)Application number : 62-118635

(71)Applicant : SHOWA DENKO KK

(22)Date of filing : 15.05.1987

(72)Inventor : YANAGIMOTO SHIGERU  
KONDO RYOICHI

## (54) HIGH-STRENGTH MAGNESIUM ALLOY FOR PLASTIC WORKING AND ITS PRODUCTION

## (57)Abstract:

PURPOSE: To manufacture a high-strength Mg alloy for plastic working excellent in plastic workability such a forgeability, by subjecting a molten Mg containing specific amounts of Al, Zn, and Mn to continuous casting under specific conditions or by subjecting an ingot of the Mg alloy to hot plastic working under specific conditions.

CONSTITUTION: A molten Mg alloy containing, by weight, 1.0W10.0% Al, 0.1W2.0% Zn, and 0.05W1.0% Mn is casted continuously and solidified at  $\geq 25^\circ \text{C/sec}$  solidification rate to be formed into a continuously cast billet, so that an Mg alloy in which the size of the grains of the secondary phase consisting of one or two intermetallic compounds among Mg-Zn, Al-Mn, Mg-Al-Zn, Al-Mn-Fe, Mg-Si, etc., is regulated to  $\leq 30\mu\text{m}$  and the greater part of the metallic structure has fine a equi-axed crystal of  $\leq 200\mu\text{m}$  average grain size is manufactured, or, an Mg alloy prepared by casting a molten Mg alloy with the above-mentioned composition and subjecting the resulting ingot to hot plastic working at  $220\text{W}450^\circ \text{C}$  at  $\geq 25\%$  draft is manufactured. In this way, the high-strength Mg alloys respectively excellent in plastic workability such as forgeability can be obtained.

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

⑬ Int.Cl.<sup>4</sup>

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和63年(1988)11月18日

C 22 C 23/00  
C 22 F 1/066735-4K  
6793-4K

審査請求 未請求 発明の数 3 (全8頁)

⑮ 発明の名称 塑性加工用高強度マグネシウム合金とその製法

⑯ 特 願 昭62-118635

⑰ 出 願 昭62(1987)5月15日

⑱ 発 明 者 柳 本 茂 福島県喜多方市字水上6802-1

⑲ 発 明 者 近 藤 良 一 東京都港区芝大門2丁目10番12号 昭和電工株式会社内

⑳ 出 願 人 昭和電工株式会社 東京都港区芝大門2丁目10番12号

㉑ 代 理 人 弁理士 志賀 正武 外2名

鋳塊を 220~450℃で熱間塑性加工

A 特定組成の合金を  
塑性加工に供する

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

塑性加工用高強度マグネシウム合金とその製法

## 2. 特許請求の範囲

(1) Al:1.0~10.0%(重量%、以下同じ)、Zn:0.1~2.0%、Mn:0.05~1.0%を含有し、残部が実質的にマグネシウム及び不可避免的な不純物とからなるマグネシウム合金であって、

Mg-Zn, Al-Mn, Mg-Al-Zn, Al-Mn-P, Mg-Si等の金属間化合物の1種もしくは2種以上からなる第2相粒子の大きさが30 $\mu$ m以下であり、

金属組織の大部分は微細な等軸晶であってその平均粒径が200 $\mu$ m以下である

ことを特徴とする塑性加工用高強度マグネシウム合金。

(2) Al:1.0~10.0%、Zn:0.1~2.0%、Mn:0.05~1.0%を含有し、残部が実

質的にマグネシウム及び不可避免的な不純物とからなるマグネシウム合金を溶製し、その溶湯を25℃/sec以上の凝固速度で連続鋳造することを特徴とする塑性加工用高強度マグネシウム合金の製法。

(3) Al:1.0~10.0%、Zn:0.1~2.0%、Mn:0.05~1.0%を含有し、残部が実質的にマグネシウム及び不可避免的な不純物とからなり、Mg-Zn, Al-Mn, Mg-Al-Zn, Al-Mn-P, Mg-Si等の金属間化合物の1種もしくは2種以上からなる第2相粒子の大きさが30 $\mu$ m以下であり、金属組織の大部分は微細な等軸晶であってその平均粒径が200 $\mu$ m以下であるマグネシウム合金鋳塊を、220~450℃の熱間において加工率25%以上の塑性加工を行うことを特徴とする塑性加工用高強度マグネシウム合金の製法。

## 3. 発明の詳細な説明

[産業上の利用分野]

この発明は、鍛造などの塑性加工性に優れた塑性加工用高強度マグネシウム合金及びその製法に関する。

## 〔従来の技術〕

周知のように、マグネシウムを主成分とする合金は軽量で比強度が高く、自動車部品や航空機部品、その他各種機械装置類において強度や耐摩耗性を要する箇所などに使用されている。このようなマグネシウム合金部材は、通常、鍛造を行って製造されるが、Mgの結晶構造は最密六方晶であり、この結晶構造に起因して、常温での塑性変形が困難であるので260～510℃の熱間で鍛造される。

この鍛造方法としては、自由鍛造と型鍛造とに大別され、主として大型の鍛造品を得るための自由鍛造の場合には、素材として連続鋳造もしくは半連続鋳造によって得られた直径250mm以上のビレットが使用されている。このような大型鍛造用の素材として用いられている従来のビレットは、その鋳造組織が横断面内で大きくばらつき、特に中心部と外皮付近の位置とでは大幅に異なり、そのため機械的特性も横断面の部位によって異なるとともに、ピンホールや偏析、マイクロシュリン

## 〔発明が解決しようとする問題点〕

しかしながら、上記のような従来の細径鍛造素材は押出加工を必要とするために、製造コストが高い。また、大径の連続鋳造ビレットの鋳肌は通常逆偏析層が厚いのでそのまま押出を行うと素材に逆偏析層が巻き込まれて不良品となるため、事前に皮剥きを行って逆偏析層を除いているが、マグネシウムは活発な合金であるため、皮剥き工程で発生した切粉は再溶解するには危険であり、燃焼するか化学的処理を行って処分することになる。そのために押出加工のコストは一層高価になっている。そして押出加工を行ったものは、上記の他に次のような鍛造性を悪くするように作用する要因を有している。

(1)押出時の変形抵抗が大きくかつ変形能が小さいので、押出速度等の押出条件の設定が難しく、押出条件が不適切であれば押出材の表面付近に粗大な再結晶粒が発生して、その再結晶粒界から微小割れが発生するおそれがあり、このような押出材を鍛造すれば前記粗大な再結晶粒やその粒界割

けやマイクロシュリンクの欠陥が存在するおそれがあり、従って、満足すべき機械的性質を有する鍛造品を得るためには、鍛造素材のビレットを充分に検査して良品を選別する必要があることはもちろん、鍛造時においては上記欠陥や不均質な鋳造組織を消失させるために鍛練を何度も繰り返す必要があり、そのため鍛造に相当な時間と手間を要していた。

一方、小型の鍛造品を得るためには、通常、型鍛造が採用されているが、その素材として使用されている5～100mm程度の細径素材は、従来は、上記の連続鋳造もしくは半連続鋳造によって得られた250mm以上のビレットを所定の温度に加熱した押出工具を用いて熱間で押出加工することにより得るのが通常であった。この押出加工は、大径のビレットを細径化して材料取りの際の便宜を計るとともに、上記のような大径ビレットにおける組織の不均質さと種々の欠陥の影響を緩和し、鍛造工程での欠陥の発生を抑え、良好な鍛造品を製造するために行われている。

れを起点として破断等が生じるおそれがある。

(2)前述のように押出時の変形抵抗が大きいため、押出時のダイスと材料の加工発熱により押出工程の後期ほど高温で押出加工がなされることになり、その結果押出材の特性がその長手方向で変化し、鍛造後の特性もばらつきを生じて製品の特性が不均一となる。

(3)押出加工においては、材料の変形量が中心部と外皮付近とで相異なるため、押出加工により形成される加工組織が前記两部分で相異し、特に押出材の外皮付近では変形量が多いので微細な加工組織を呈するのに対し、押出材の中心付近では変形量が小さいため粗大な加工組織を呈する。このような不均一な加工組織に逆らって鍛造すれば鍛造時に生じる繊維組織が寸断されて疲労強度や衝撃値等の動的特性が劣化するおそれがある。

(4)押出加工においてはビレット中の金属間化合物等の品出物や結晶粒が押出方向に伸ばされるから、押出材は特定の方向性を有する集合組織を持ち、従って鍛造素材としては等方性の均質なもの

ではないため、鍛造加工は押出方向を考慮して鍛造を行わなければならない。しかし製品の形状によっては必ずしも全ての部分において最適な方向性で鍛造を行うことが困難な場合が多く、その場合には割れが発生したり局部的に機械的強度が低下して疲労強度も低下するおそれがある。

上述のように、押出加工によって得られた細径鍛造素材には、押出加工に基づく不可避的な問題、特に異方性で不均質である問題が存在し、そのため満足な機械的特性、特に疲労強度や衝撃強度が得られるとは限らないのが実状であった。

#### 〔問題点を解決するための手段〕

以上のような事情から、この発明の発明者等は、前述の如く熱間押出加工等、鍛造性に悪影響を与えるおそれのある二次塑性加工を行わずに、連続鍛造機そのものもしくは連続鍛造機に熱処理を加えただけの状態での鍛造等の加工に供しうるような、均質で欠陥が少なくかつ機械的特性に優れた塑性加工用の合金の開発につき鋭意研究を重ねた。そして、種々の組成のマグネシウム基合金について、

し、現部が実質的にマグネシウム及び不可避的な不純物とからなるものが最適であった。

成分組成の限定理由について説明すると、Alは強度向上のために添加するもので、適切な量の添加により固溶硬化または析出硬化による強度向上が顕著となるが、1.0%以下では効果が小さく、1.0%を越えると加工が困難となる。Znも同じく強度向上を目的として添加されるものであるが、鍛造の際、急冷のために平行状態よりずれてMg-Zn化合物が形成されるとこれを均質化しなければならないため、熱間加工温度も340℃以下に制限されてしまうので、この含有量を0.1~2.0%の範囲としなければならない。Mnは、耐食性向上のために添加するものであり、0.05%以下では効果が見られず、また、1.0%以上となるとMg-Alの共晶温度である液体化処理の上限温度437℃においてもMnがMg中に全量固溶せず、MnやMn化合物が析出して加工性に悪影響を及ぼすことになる。

なお、上述の各成分以外に、本発明は必要に応

Mg-Al<sub>n</sub> (例えばMg<sub>99</sub>Al<sub>1</sub>)、MgZn、Al<sub>n</sub>Mn、Mg-Al-Zn (例えばMg<sub>99</sub>(Al・Zn)<sub>1</sub>)、Al-Mn-Fe、Mg-Si等の金属間化合物の合金組織中における存在状態と金属組織の態様とが合金の塑性加工性及びその他の性質に及ぼす影響について究明した。その結果、組成と組織因子を適切に組み合わせることにより上述のような要求を満足しうること、及び適切な条件で鍛造することにより前記適切な組織因子を有する合金を製造しうること、さらに、その合金を適切な加工条件のもとで加工を行うことによりその機械的性質を飛躍的に向上させることができることを見出し、この発明をなすに至ったのである。

以下、これらの条件についてさらに具体的に考察する。

#### (1) 組成

従来採用されているマグネシウム基合金をベースとして、種々の成分を検討した結果、

Al:1.0~10.0% (重量%、以下同じ)、Zn:0.1~2.0%、Mn:0.05~1.0%を含有

して他の成分元素を添加することが可能である。

#### (2) 組織

上記のような成分の合金において、連続鍛造機そのものもしくは連続鍛造機に熱処理を加えただけの状態での鍛造等の加工に供しうるようにするために、この発明は次の2条件を必須としている。

(イ) 金属間化合物の1種もしくは2種以上からなる第2相粒子の大きさを30μm以下とする。

(ロ) 金属組織(の大部分)を微細な等軸晶としてその平均粒径を200μm以下とする。

ここで、金属間化合物としては、Mg-Zn、Al-Mn、Mg-Al-Zn、Al-Mn-Fe、Mg-Si等が考えられる。上述のように組織条件を規定したのは、第2相粒子、結晶粒子の各サイズが上記範囲を越えれば、たとえ合金組成が前述の組成範囲内であったとしても目的とする高強度が得られず、また組織がその等方性を失うとともに不均質化する傾向を呈し、その結果鍛造などの塑性加工における加工性を損ない、この発明の基本的な目的を達成しえなくなるからである。また、金属組織が羽毛晶



や柱状品であったり、等径材でもその粒径が200 $\mu\text{m}$ を超える場合にはその部分の強度が低下するために、鍛造などの塑性加工の際に割れが生じてしまう。

### (3) 製法

上記のような組織を得るために種々の製法を検討した結果、溶湯を25℃/sec以上、好ましくは30℃/sec以上の高い凝固速度で鑄造すればよいことを見出した。なお、この凝固速度とは鑄型内の固相-液相境界面の温度下降速度を意味し、またその値は、実験的には例えば熱電対を鑄型上方から液相内に挿入して固相に接触した位置の温度変化を測定することによって検出される。この発明では、25℃/sec以上の凝固速度で連続鑄造することとしているが、これは、凝固速度を低い値から順次上昇して凝固させた場合に、25℃/sec付近において急激に結晶粒径及び第2相粒子が微細化されて前述の条件を満足するようになるからである。このような凝固速度は、連続鑄造において鑄型の径を小さくすること、及び鑄型より下の

部分で吸水によられる二次冷却を強化することによって得られるが、特に前者の効果が顕著であり円柱状のビレットの径を5~100mm $\phi$ とすることによって安定して実現しうる。

また、ここで「連続鑄造」とは、いわゆる完全連続鑄造のみならず、ある一定の長さだけ連続的に鑄造するいわゆる半連続鑄造も含むことは勿論である。なおまた、上述のように連続鑄造するための具体的な鑄造方式としては、従来一般に行われているフロート式連続鑄造法を採用してもよいが、特に5~100mm $\phi$ 程度の細径素材を鑄造するためには、先に特開昭61-119359号において提案されている気体加圧ホットトップ連続鑄造法を採用することが望ましく、また、その気体加圧ホットトップ連続鑄造法をこの発明に採用することにより、表面付近のピンホールや逆偏析の少ない性状の良好なビレットが得られ、この発明の効果を最も良好に発揮できるものである。

上述のようにして得られた連続鑄造塊は、これをそのまま加工用素材としてもよく、あるいは均

質化熱処理または他の熱処理を施してから各種塑性加工に供してもよい。

なお、ここで「塑性加工」とは、必ずしも鍛造加工とは限らず、圧延加工、引拔・伸線加工、押出加工等の他の塑性加工をも含み、従って、この発明の塑性加工用マグネシウム合金素材は各種の塑性加工に使用可能なものである。

第1の発明の塑性加工用マグネシウム合金を用いてより高強度の塑性加工品を製造する方法を検討した結果、220~450℃の熱間において加工率25%以上の塑性加工を行うことにより、より強靱な高強度のマグネシウム合金が得られることを見出した。ここで加工率 $k$ は、丸棒を型により鍛伸加工する場合には、加工前の径を $r_0$ 、加工後の径を $r$ とすると次式で与えられる。

$$k = (r_0 - r) / r_0$$

また、鍛造の場合においては、加工前の厚さを $l_0$ 、加工後の厚さを $l$ とすると、次式で与えられる。

$$k = (l_0 - l) / l_0$$

### [作用]

本願の第1の発明である塑性加工用マグネシウム合金においては、その成分元素が上述したそれぞれの作用をなすことによってマグネシウム合金に所要の機械的性質を付与する。そして、金属組織を微細な等軸晶とすることにより、強度、靱性などの機械的性質を改善し、さらに、金属間化合物からなる第2相粒子の大きさを限定することにより、不均質さを低下させて塑性加工を行ったときに一様な変形を促し、表面あるいは内部における割れを防いでいる。

本願の第2の発明においては、第1の発明の合金と同一の組成の溶湯を溶製し、鑄造鑄型に注入すると、溶湯は鑄型の表面における一次冷却と鑄型の下側での二次冷却を受けて温度低下し、凝固速度すなわち固液界面での温度低下速度が25℃/sec以上となる。そして、溶湯は組織的過冷却の状態になり、凝固核が多数同時に発生し、それぞれの核を中心に凝固が進行する。従って、核が熱流方向に沿って肥大成長して形成される柱状晶や、

溶湯の温度が高いとき生ずる羽毛品などの生成が抑制され、細径の等軸晶粒からなる均一な金属組織が得られる。また、溶湯中に含有される各成分元素は、互いに結合して $Mg-Al$ 、 $Mg-Zn$ 、 $Al-Mn$ 、 $Mg-Al-Zn$ 、 $Al-Mn-Fe$ 、 $Mg-Si$ 等の低融点の金属間化合物を生成し、凝固速度が遅いときには凝集して肥大化し粗大な第2相粒子となってしまうが、本願のように凝固速度が大きい場合には、凝集する時間が少ないために粗大になることがなく、金属組織中に均一に分散する。さらに凝固速度が大きいことにより、ビレット中央や表面近傍における成分の偏析やマイクロシュリンケージなどの欠陥も少なく、均質化処理が軽減され、あるいは全く不要になる。このようにして第2の発明の方法により、第1の発明の金属組織の要件を満たすマグネシウム合金が製造される。

本願の第3の発明においては、第1の発明のマグネシウム合金を220～450℃の温度に熱すると、マグネシウムの結晶構造である最密六方晶の特徴である底面すべりと非底面すべりがともに

作用するように、延性が増し、塑性加工が可能な状態となる。素材であるマグネシウム合金は、金属組織及び金属間化合物からなる第2相粒子が微細であり全体が均一であるとともに、事前の塑性加工が行われておらず、金属組織中に残留歪みがなく、材料の鋳造方向あるいはこれに直交する方向での異方性が少ない。従って、鍛造の際の素材取りの方法にかかわらず、外表面や内部の割れの発生を防ぐことができる。そして、この温度で25%以上の加工率で鍛造を行うと、金属組織がさらに微細化するとともに、内部歪みの増大による転位の増加、微細な析出物の増加などにより、強度及び靱性が大幅に向上する。

#### [ 実施例 ]

以下、この発明を実施例により具体的に説明する。

#### (製造)

表1(次頁)に、本願の実施例として製造した2種の素材の化学成分を、それぞれの比較例とともに示す。

表1 (単位重量%)

	実施例1	比較例1	実施例2	比較例2
Al	3.2	3.0	8.2	7.8
Zn	0.88	0.80	0.64	0.52
Mn	0.18	0.29	0.31	0.19
Fe	0.031	0.007	0.027	0.007

実施例1は、ASTM規格におけるAZ31相当のもの、実施例2はAZ80に相当するものであり、それぞれ、先に特開昭61-119359号において提案されている気体加圧ホットトップ連続鋳造法を用いて、表2(次頁)に示すような鋳造条件によって鋳造されている。また、比較例は、表1に示すように実施例に対応する成分を持つ溶湯を表2に示すような条件で連続鋳造により鋳造し、この素材を均熱処理を行った後、押出加工を行ったもので、押出加工は、均熱処理を390℃で20時間行った後、330℃の押出温度で行って、250mmφの素材を60mmφの丸棒に加工している。

表2

	実施例	比較例
直径	62mm	250mm
鋳造速度	150mm/min	75mm/min
鋳造温度	680℃	680℃
冷却水量	25ℓ/min	100ℓ/min
冷却速度	30℃/sec	16℃/sec

#### (試験とその結果)

##### 1) 組織観察

実施例及び比較例のそれぞれから、鋳造方向あるいは押出方向に直交する断面において、その径方向に複数の試験片を採取し、該断面を研磨した後、顕微鏡観察によって平均結晶粒径、第2相粒子径を測定した。結果を表3(次頁)に示す。

この表3より明らかなように、平均結晶粒径は実施例1が140μm、実施例2が80μmであり、より大径に鋳造されて凝固速度が遅いと思われる比較例よりも粒径が小さくなっている。また、金属間化合物からなる第2相の粒子径も、比較例よりも大幅に小さくなっており、実施例の組織の均

表

	平均結晶粒径	第2相粒子径
実施例1	140 $\mu\text{m}$	20 $\mu\text{m}$ 以下
比較例1	350 $\mu\text{m}$	70 $\mu\text{m}$ 以下
実施例2	80 $\mu\text{m}$	18 $\mu\text{m}$ 以下
比較例2	280 $\mu\text{m}$	75 $\mu\text{m}$ 以下

均一さを示している。

2) 熱間鍛造性の評価を行うために落槌試験を行った。これは、第1図に示すように、中心軸が鍛造方向あるいは押出方向に平行になるように採取した円柱状の試験片1を、それぞれ、上下面を拘束する2つの金型2,3で挟み、上側の金型2の上から重錘4を決められた高さより落としてそのときの変形量と試験片1の側面(バレルリング面)の割れの有無を調べるものである。試験片1の形状は、直径19 $\text{mm}$ 、高さ24 $\text{mm}$ であり、上下2 $\text{mm}$ が金型の上下対向面に形成された凹所5,6に嵌入されて拘束されている。重錘4は125Kgで、落下の高さHを変えることにより加工率を変化させている。試験片1の加熱温度は270℃、

このように、連続鍛造のままの素材である実施例1が押出加工を行った素材である比較例1よりも良好な鍛造性を示すのは、鍛造時の不均一な組織が完全に再結晶をせずに残留しており、押出加工によっても十分な均質化がなされていないのに対し、実施例1は結晶粒、第2相粒子径ともに微細で組織が均一であるためと考えられる。

一方、A280の組成を持つ実施例2においては、押出材である比較例2よりも、全加熱温度範囲に亘って良好な結果を得ている。比較例2はA2の含有量が多いので第2相粒子の量が多いとともにその粒径が大きく、従って、押出加工を行ったときに結晶粒及び第2相粒子が加工に伴って変形し、既述したような異方性を誘発するため、鍛造性が非常に悪い。これに対し、実施例2は結晶粒、第2相粒子径ともに微細で組織が均一であり、高温加熱での鍛造性は実施例1と同様に低下する傾向があるものの比較例2よりも良好である。

(塑性加工及びそれによる機械的特性の変化)

(イ) 鍛伸加工

320℃、370℃水準とし、試験直前に金型2,3ごと加熱炉に入れて30分間の予備加熱を行った。加工前の非拘束部の長さ $h_0$ 、及び加工後の非拘束部の長さ $h$ を測定し、次式により鍛込率 $\alpha$ を求めた。

$$\alpha = (h_0 - h) / h_0$$

そして、加工後に割れが発生しないような最大の鍛込率を限界鍛込率 $\alpha_c$ とし、これを実施例と比較例の各合金について加熱温度ごとに比較した結果を第2図に示す。

この結果によれば、A231の組成を持つ実施例1においては、加熱温度が低温すなわち320℃、270℃においては限界鍛込率 $\alpha_c$ が比較例1を上回っており鍛造性が向上しているが、加熱温度がより高い370℃においては押出加工を行った比較例1の方が良い結果を得ている。これは、加熱温度が高くなると再結晶を起こして結晶粒が粗大になるためと考えられ、従って、この実施例1においては加熱温度を高くする必要がなく、320℃以下の加熱温度で鍛造加工を行えばよい。

実施例1及び比較例1の合金を円柱状に切削加工し、370℃に加熱した後これを型鍛造してより細径化するいわゆる鍛伸加工を行い、各丸棒の軸と平行にJIS4号試験片を作成し、インストロン試験機により歪み速度 $1 \times 10^{-4}$ にて引張試験を行った。その結果を、引張強度 $\sigma_B$ 、0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 、伸び $\delta$ について第3図に示す。なお、加工率 $k$ の算出は次式によっている。

$$k = (r_0 - r) / r_0$$

ここで、 $r_0$ は加工前の直径、 $r$ は加工後の直径である。なお、この図では実施例を実線で、比較例を破線で示している。

この結果によれば、加工前の引張強度及び0.2%耐力はほぼ等しいが、25%以上の鍛伸加工を行うと実施例1においては比較例1よりも大きい向上が見られ、特に0.2%耐力の向上が著しい。これは、比較例の押出加工後の組織には、鍛造時の不均一な組織が完全に再結晶をせずに残留しており、押出加工によっても十分な均質化がなされていないのに対し、実施例は均質な微細粒が

加工により一層微細化されるためであると思われる。

#### (ロ) 鋳込鍛造加工

実施例2及び比較例2の各合金を、均熱処理を410℃×20hr行った後、素材温度を350℃として鋳込鍛造を行った。各鍛造素材は、鋳込鍛造後の最終厚さが18mmになるように加工率ごとに初期厚さを設定し、切削加工して形成した。なお、加工率 $k$ は次の式で与えられる。

$$k = (l_0 - l) / l_0$$

ここで、 $l_0$ は鍛造前の厚さ、 $l$ は鍛造後の厚さである。JIS4号試験片を鍛造における素材の流動方向に平行な部位から採取し、インストロン試験機を用いて歪み速度 $1 \times 10^{-3} / \text{sec}$ で引張試験を行った。その結果を第4図に示す。この図からも上記の鍛造加工における場合と同じように、鋳込鍛造においても実施例の方が塑性加工による機械的性質の改善の効果が著しい。その理由については上述したとおりである。

#### [ 発明の効果 ]

$\text{Mg}: 0.05 \sim 1.0\%$ を含有し、残部が実質的にマグネシウム及び不可避的な不純物とからなるマグネシウム合金を溶製し、その溶湯を25℃/sec以上の凝固速度で連続鋳造する塑性加工用高強度マグネシウム合金の製法であり、押出加工を行わないので工程が簡素化されるので、コストの安い方法で安定的に本願の第1の発明の合金を製造することができる。

また、本願の第3発明は、 $\text{Al}: 1.0 \sim 10.0\%$  (重量%、以下同じ)、 $\text{Zn}: 0.1 \sim 2.0\%$ 、 $\text{Mn}: 0.05 \sim 1.0\%$ を含有し、残部が実質的にマグネシウム及び不可避的な不純物とからなり、 $\text{Mg}-\text{Zn}$ 、 $\text{Al}-\text{Mn}$ 、 $\text{Mg}-\text{Al}-\text{Zn}$ 、 $\text{Al}-\text{Mn}-\text{Fe}$ 、 $\text{Mg}-\text{Si}$ 等の金属間化合物の1種もしくは2種以上からなる第2相粒子の大きさが $30 \mu\text{m}$ 以下であり、金属組織の大部分は微細な等軸晶であってその平均粒径が $200 \mu\text{m}$ 以下であるマグネシウム合金を鋳造し、220～450℃の熱間において加工率25%以上の塑性加工を行うことを特徴とする塑性加工用高強度マグネシウム合金の製法であり、

以上詳述したように、本願の第1発明は、 $\text{Al}: 1.0 \sim 10.0\%$  (重量%、以下同じ)、 $\text{Zn}: 0.1 \sim 2.0\%$ 、 $\text{Mn}: 0.05 \sim 1.0\%$ を含有し、残部が実質的にマグネシウム及び不可避的な不純物とからなり、 $\text{Mg}-\text{Zn}$ 、 $\text{Al}-\text{Mn}$ 、 $\text{Mg}-\text{Al}-\text{Zn}$ 、 $\text{Al}-\text{Mn}-\text{Fe}$ 、 $\text{Mg}-\text{Si}$ 等の金属間化合物の1種もしくは2種以上からなる第2相粒子の大きさが $30 \mu\text{m}$ 以下であり、金属組織の大部分は微細な等軸晶であってその平均粒径が $200 \mu\text{m}$ 以下であるような塑性加工用高強度マグネシウム合金であり、各成分元素が生地に対して固溶し、あるいは金属間化合物を微細に析出させて所要の機械的性質を付与する。そして、結晶粒、第2相粒子径ともに微細で組織が均一であるために、塑性加工を行ったときに機械的性質の偏りに起因する欠陥が生じにくく、良好な塑性加工性を発揮するとともに、切削加工などにより廃棄する量が少なく、素材のコストが安いという効果を奏するものである。

また、本願の第2発明は、 $\text{Al}: 1.0 \sim 10.0\%$  (重量%、以下同じ)、 $\text{Zn}: 0.1 \sim 2.0\%$ 、 $\text{Mn}: 0.05 \sim 1.0\%$ を含有し、残部が実質的にマグネシウム及び不可避的な不純物とからなり、 $\text{Mg}-\text{Zn}$ 、 $\text{Al}-\text{Mn}$ 、 $\text{Mg}-\text{Al}-\text{Zn}$ 、 $\text{Al}-\text{Mn}-\text{Fe}$ 、 $\text{Mg}-\text{Si}$ 等の金属間化合物の1種もしくは2種以上からなる第2相粒子の大きさが $30 \mu\text{m}$ 以下であり、金属組織の大部分は微細な等軸晶であってその平均粒径が $200 \mu\text{m}$ 以下であるような塑性加工用高強度マグネシウム合金であり、各成分元素が生地に対して固溶し、あるいは金属間化合物を微細に析出させて所要の機械的性質を付与する。そして、結晶粒、第2相粒子径ともに微細で組織が均一であるために、塑性加工を行ったときに機械的性質の偏りに起因する欠陥が生じにくく、良好な塑性加工性を発揮するとともに、切削加工などにより廃棄する量が少なく、素材のコストが安いという効果を奏するものである。

本願第1の発明の合金を素材として適切な条件により、鍛造あるいは鍛伸その他の方法で塑性加工を行うことにより、素材の特性を生かして飛躍的に機械的性質を改善することができるものである。

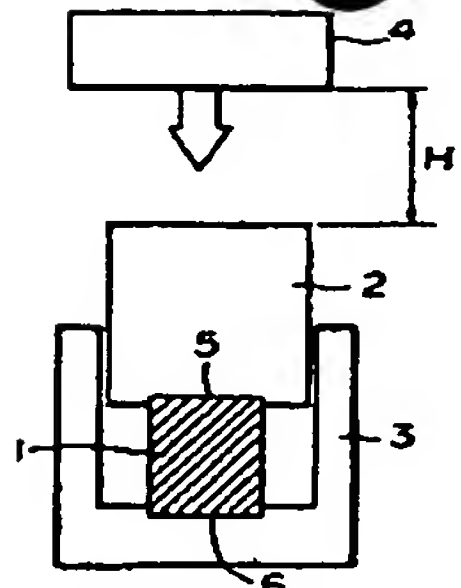
#### 4. 図面の簡単な説明

第1図はこの発明の合金の鍛造性を試験するための装置の略図、第2図は鍛造性試験の結果を示すグラフ、第3図は鍛伸による機械的性質の変化を示すグラフ、第4図は鍛造による機械的性質の変化を示すグラフである。

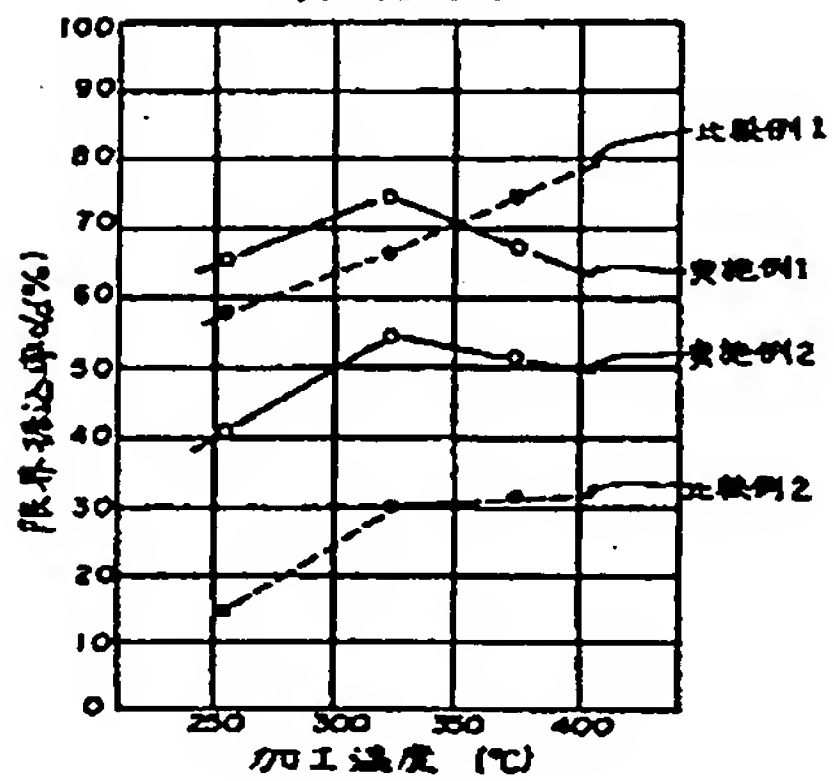
出願人 昭和電工株式会社



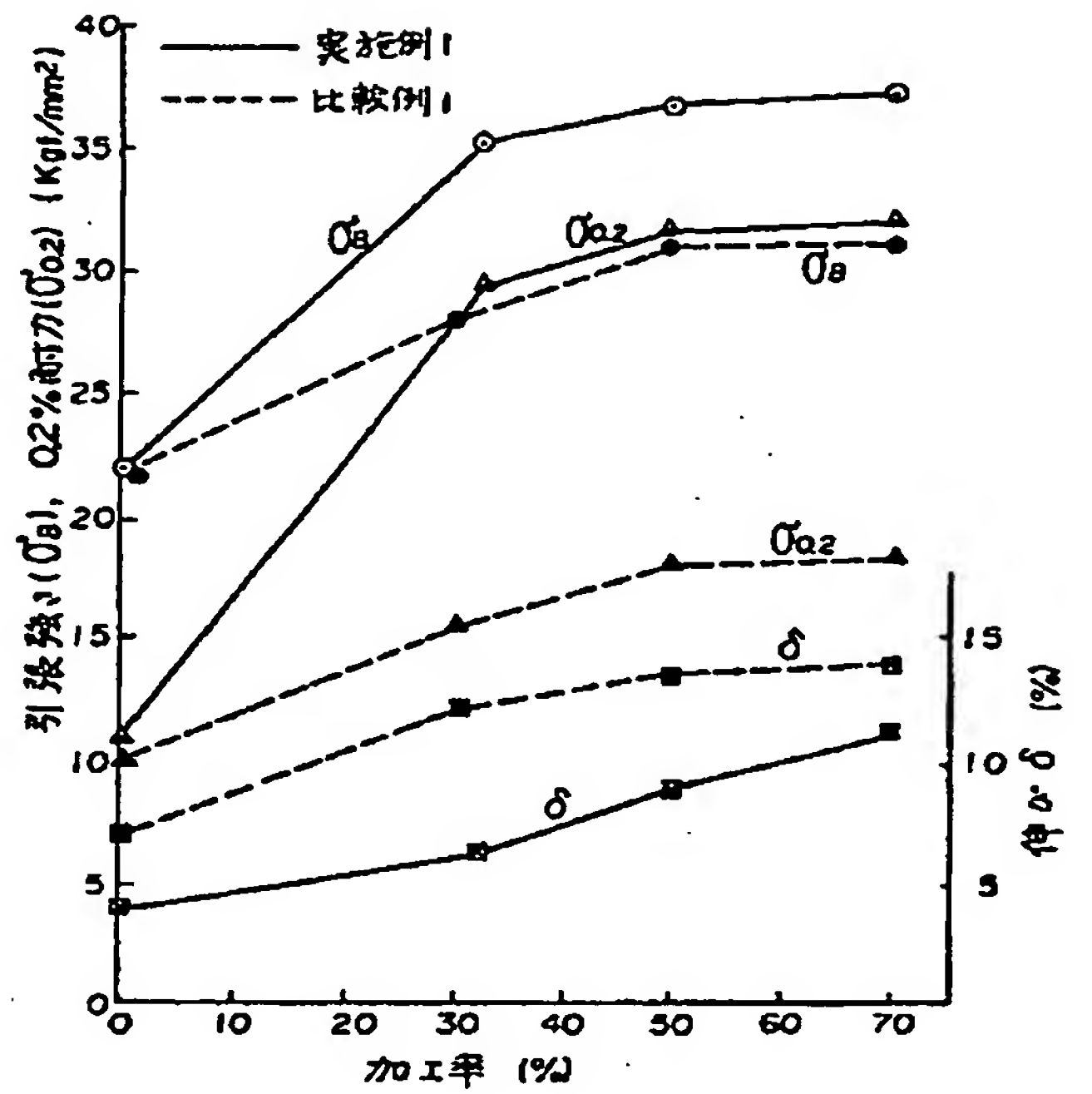
第1図



第2図



第3図



第4図

